

⑫ 公開特許公報(A)

平3-6354

⑬ Int. Cl.³

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成3年(1991)1月11日

C 22 C 38/00
C 21 D 6/00
C 22 C 38/52
38/54

3 0 2 Z
1 0 1 B

7047-4K
7518-4K

審査請求 未請求 請求項の数 4 (全 11 頁)

⑮ 発明の名称 高い硬度および高い減衰能を有する吸振合金およびその製造方法

⑯ 特 願 平1-139235

⑰ 出 願 平1(1989)6月2日

⑱ 発 明 者 比 内 正 勝 宮城県仙台市太白区太白1丁目3番23号

⑲ 発 明 者 沢 谷 昭 八 宮城県仙台市太白区八木山東21番6号

⑳ 出 願 人 財団法人電気磁気材料 宮城県仙台市太白区八木山南2丁目1-1
研究所

㉑ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外5名

明 細 書

1. 発明の名称 高い硬度および高い減衰能を有する吸振合金およびその製造方法

2. 特許請求の範囲

1. 重量比で、0.002～0.1%のCと、7.0%以下のNi、5.0%以下のCu、4.0%以下のC₀のうちの一種あるいは二種以上の0.5～8.0%と、4.0%以下のAl、Tiのうちの一種あるいは二種の0.3～4.0%と、5.0～25.0%のCrと、10.0%以下のMo、3.0%以下のSiのうちの一種あるいは二種の0.1～12.0%と、0.0005～0.03%のOと0.0002～0.03%のNと残部Feおよび不可避的不純物とから成り、フェライト相中に金属間化合物を析出させることによって高い硬度および高い減衰能を有することを特徴とする吸振合金。

2. 重量比で、0.002～0.1%のCと、7.0%以下のNi、5.0%以下のCu、4.0%以下

のC₀のうちの一種あるいは二種以上の0.5～8.0%と、4.0%以下のAl、Tiのうちの一種あるいは二種の0.3～4.0%と、5.0～25.0%のCrと、10.0%以下のMo、3.0%以下のSiのうちの一種あるいは二種の0.1～12.0%と、0.0005～0.03%のOと、0.0002～0.03%のNと、1.5%以下のMn、7.0%以下のW、V、1.0%以下のNb、Ta、0.5%以下のZr、Hf、Bのうちの一種あるいは二種以上の合計0.01～7.0%と、残部Feおよび不可避的不純物とから成り、フェライト相中に金属間化合物を析出させることによって高い硬度および高い減衰能を有することを特徴とする吸振合金。

3. 重量比で、0.002～0.1%のCと、7.0%以下のNi、5.0%以下のCu、4.0%以下のC₀のうちの一種あるいは二種以上の0.5～8.0%と、4.0%以下のAl、Tiのうちの一種あるいは二種の0.3～4.0%と、5.0～25.0%のCrと、10.0%以下のMo、3.0

%以下のSiのうちの一種あるいは二種の0.1～12.0%と、0.0005～0.03%のOと0.0002～0.03%のNと残部Feおよび不可避免の不純物とから成る合金に

(A) 800～1200℃の温度で5～600分間加熱後、650～1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより、高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。

4. 重量比で、0.002～0.1%のCと、7.0%以下のNi、5.0%以下のCu、4.0%以下のCoのうちの一種あるいは二種以上の0.5～8.0%と、4.0%以下のAl、Tiのうちの一種あるいは二種の0.3～4.0%と、5.0～25.0%のCrと、10.0%以下のMo、3.0%以下のSiのうちの一種あるいは二種の0.1～12.0%と、0.0005～0.03%のOと、0.0002～0.03%のNと、1.5%以下のMn、

7.0%以下のW、V、1.0%以下のNb、Ta、0.5%以下のZr、Hf、Bのうちの一種あるいは二種以上の合計0.01～7.0%と、残部Feおよび不可避免の不純物とから成る合金に

(A) 800～1200℃の温度で5～600分間加熱後、650～1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却した後、

(B) 350～650℃の温度で5～1200分間再加熱して急冷するか徐冷しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は高い硬度を有し、且つ減衰能が高い吸振合金に関し、各種大型機械、交通機関、電子機器、精密機械、家電、事務機などにおける振動の発生源の部材として、振動、騒音および雑音の害

- 3 -

を軽減するたに使用される。

(従来の技術)

近年、大型機械、交通機関、電子機器、精密機械、家電、事務機などにおける振動、ならびにその発生による騒音や電氣的雑音の害が問題になっている。従来、これらの害を軽減するために振動の発生源の周辺にゴム、プラスチック類を用いたり、あるいは発生源の構造部材にFe-Cr基あるいはMn-Cu基などの吸振合金が用いられている。

しかし、ゴムおよびプラスチック類は機械的強度が小さく、耐熱性に劣ることや時効割れならびに変形が生ずる欠点を有する。また従来の吸振合金はゴム、プラスチック類よりは硬さや強さが大きいので構造部材として使用されているが、大きい応力下の構造部材では硬さや強さが不十分となつて適応しきれないことが多い。さらに、これまで吸振合金の減衰能は硬さや強さを高めると必然的に低くなるのが常態的であったので、未だ高応力に対応出来るような高い硬度を有して高い減

衰能を発揮する合金は見出されていない。

(課題を解決するための手段)

一般に減衰能力を比較するために用いる減衰能 Q^{-1} は振動の1サイクル中に失われるエネルギー ΔE および全振動エネルギー E と次式のような関係にある。

$$Q^{-1} = 1 / 2\pi \cdot \Delta E / E$$

つまり Q^{-1} の値が大きいほど短時間で振幅が小さくなって減衰効果が大いことになる。

そこで本発明の目的は高い応力に耐え、振動、騒音および雑音の減衰効果が大い合金を得るために、基地をフェライト相とし、その中に金属間化合物を析出させることによって、高い硬度および高い減衰能を発揮することを特徴とする吸振合金を提供することにある。

本発明の合金及びその製造法の特徴とする所は次の点にある。

1. 重量比で、0.002～0.1%のCと、7.0%以下のNi、5.0%以下のCu、4.0%以下のCoのうちの一種あるいは二種以上の0.5～

- 5 -

8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~4.0 %と、5.0 ~25.0 %のCr と、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の 0.1 ~12.0 %と、0.0005~0.03%のOと0.0002~0.03%のNと残部Fe および不可避的不純物とから成り、フェライト相中に金属間化合物を析出させることによって高い硬度および高い減衰能を有することを特徴とする吸振合金。

2. 重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~4.0 %と、5.0 ~25.0 %のCr と、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の0.1 ~12.0 %と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、1.5 %以下のMn、7.0 %以下のW、V、1.0 %以下のNb、Ta、0.5 %以下のZr、Hf、B のうちの一種あるいは二種以上の合計

0.01~7.0 %と、残部Fe および不可避的不純物とから成り、フェライト相中に金属間化合物を析出させることによって高い硬度および高い減衰能を有することを特徴とする吸振合金。

3. 重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~4.0 %と、5.0 ~25.0 %のCr と、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の 0.1 ~12.0 %と、0.0005~0.03%のOと0.0002~0.03%のNと残部Fe および不可避的不純物とから成る合金に

(A) 800 ~1200℃の温度で5 ~600 分間加熱後、650 ~1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより、高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の

- 7 -

製造方法。

4. 重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~4.0 %と、5.0 ~25.0 %のCr と、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の0.1 ~12.0 %と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、1.5 %以下のMn、7.0 %以下のW、V、1.0 %以下のNb、Ta、0.5 %以下のZr、Hf、B のうちの一種あるいは二種以上の合計0.01~7.0 %と、残部Fe および不可避的不純物とから成る合金に

(A) 800 ~1200℃の温度で5 ~600 分間加熱後、650 ~1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却した後、

(B) 350 ~650℃の温度で5 ~1200分間再加熱して急冷するか徐冷しフェライト相中に金

- 8 -

属間化合物を析出させることにより高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。

(作用)

Ni₃Al、Ni₃Ti、Cu₃Ti およびCo₃Alなどの二元系金属間化合物は硬さが高いことで知られている。しかしこれらは通常の合金同様に減衰能Q⁻¹は1~3×10⁻³程度で非常に低く、また脆く冷間加工は不可能で、その上引張強さなどもかなり小さい。

一方、従来の高い減衰能を示す吸振合金としてFe-Cr、Fe-Mo、Fe-Co、Fe-W基などの多元系合金が知られている。しかしこれらの合金はビッカース硬さが130 ~180 程度でそれほど高くない。

そこで本発明は重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~4.0 %と、5.0 ~

- 9 -

- 10 -

25.0%のCrと、10.0%以下のMo、3.0%以下のSiのうちの一種あるいは二種の0.1~12.0%と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、残部Feおよび不可避免の不純物とから成る合金、ならびにさらに1.5%以下のMn、7.0%以下のW、V、1.0%以下のNb、Ta、0.5%以下のZr、Hf、Bのうちの一種あるいは二種以上の0.01~7.0%を添加した合金について、合金の基地をフェライト相とし、その中に硬二元系金属間化合物(Ni、Cu、Co)、(Al、Ti)を析出させることによって、高応力に対応できる高い硬度および高い減衰能を有する吸振合金を得るものである。ここで冷間において圧延などの加工を施す場合には金属間化合物が過度に多すぎると加工性が悪くなるので、その析出量はあまり多く出来ない。また、Ni、CuおよびCoはオーステナイト化元素であり、オーステナイト相の減衰能は非常に低いため、他のフェライト化元素でオーステナイト化を防止するように工夫する必要がある。

- 11 -

(3) AlおよびTi : 0.3 ~ 4 %

これらはNi、Cu、Coと金属間化合物を形成し機械的強度を高める重要な元素であると同時にフェライト化元素で減衰能を高める効果がある。しかしこれらのうちの一種あるいは二種の4.0%以上では加工性が悪くなり、下限の0.3%では効果が少なくなる。

(4) Cr : 25 ~ 5 %

Crはフェライト化元素で減衰能及び耐食性を高める効果が大きい。しかしCr 25.0%以上では加工性などの製造工程に困難が生じるので25%を上限とし、Cr 5.0%以下では効果が小さくなるのでその下限を5.0%とした。

(5) Mo 10%以下およびSi 3%以下 : 合計1 ~ 12 %

これらはフェライト化元素で減衰能を高める効果が大きく、さらにMoは耐食性を高める効果、Siは脱酸剤としての効果がある。10.0%以下のMo、3.0%以下のSiのうちの一種あるいは二種合計が12.0%以上になると加工性が

以下に本発明合金の組成を限定した理由について述べる。

(1) C : 0.1 ~ 0.002 %

Cは少ないほど減衰能を高め、多いほど機械的強度を大きくする元素である。しかし下限の0.002%以下では製造上困難となり経済的に不利となり、上限の0.1%以上では減衰能に悪影響があるのでCは0.1~0.002%の範囲とした。

(2) Ni 7%以下、Cu 5%以下およびCo 4%以下 :

これらはAl、Tiと金属間化合物を形成し、機械的強度を高める重要な元素である。しかしこれらの元素はいずれもオーステナイト化元素であり、オーステナイト相の減衰能は非常に低いので、これらの上限を、Niは7.0%、Cuは加工性にも悪影響があるので5.0%、Coは高価となるので4.0%とし、またこれらのうちの二種以上の8.0%以上では減衰能を低くし、また加工性が悪くなる。下限の0.5%以下では機械的強度を高める効果が少ない。

- 12 -

悪くなるので12%を上限とし、その合計が0.1%以下では効果が小さいので0.1%を下限とした。

(6) O 0.0005 ~ 0.03%およびN 0.0002 ~ 0.03 % :

これらの量が多いと極端に減衰能が低下するのでそれぞれ上限を0.03%とし、Oの下限0.0005%以下、Nの下限0.0002%以下では製造上困難が生じて経済的に不利となる。

(7) Mn 1.5%以下、W 7%以下、V 7%以下、Nb 1%以下、Ta 1%以下、Zr 0.5%以下、Hf 0.5%以下およびB 0.5%以下 : 合計0.01 ~ 7 % :

Mnはオーステナイト化元素であり、減衰能を低くするが、脱酸剤としての効果がある。そこで上限の1.5%以上では減衰能に悪影響を与える。W、V、Nb、Ta、Zr、HfおよびBの元素はフェライト化元素で減衰能および機械的強度を大きくする。また、Nb、Zr、Bは結晶粒を小さくする効果がある。しかし、こ

- 13 -

- 14 -

これらのうちの一種あるいは二種以上の7.0 %以上では減衰能が低下し、加工性も悪くなるなどの影響が出るので7 %を上限とし、下限の0.01 %以下では効果が少ない。

次に本発明合金の製造方法について記述する。まず上記の組成範囲の合金を空気中もしくは不活性ガス中、または真空中において通常の溶解炉によって溶解し均一な溶湯とした後、砂型や金型に鑄造して鑄塊を造る。なお、溶解する際に、空気の遮断材として通常のフラックスならびに全量0.5 %程度の脱酸剤を用いてもよい。

次にこの鑄塊に、鍛造、圧延、押し出し、スエーピング、引き抜きあるいはプレスなどの加工を施す。鍛造、圧延、押し出し、スエーピング、引き抜きあるいはプレスなどの加工は所定の形状にするための手段であるので、場合によっては省略することが出来、鑄造のまま用いることも出来る。

次にこの鑄塊に次のごとき熱処理を施す。

(A) 800 ~ 1200℃の温度で5 ~ 600 分間加熱後
650 ~ 1200℃まで冷却し、その温度から50℃

／時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却する。

(B) 工程(A)に続いて、350 ~ 650℃の温度で5 ~ 1200分間再加熱して急冷するか徐冷する。

工程(A)において800 ~ 1200℃で5 ~ 600分間加熱した後、650 ~ 1200℃まで冷却してから50℃／時間の速度で300℃以下に冷却するのは、合金の均質化、加工歪などの除去ならびに結晶粒の調整の後、金属間化合物の析出量を加減して硬さを調整するためである。また、300℃以下としたのはこの温度以下では金属間化合物の析出が起らないからである。

工程(B)において350 ~ 650℃で5 ~ 1200分(好ましくは30分以上)再加熱するのは金属間化合物の析出を促進し、硬さを一層高めるためである。

次に本発明合金の実施例を比較例とともに説明する。

試料を得るために原材料を高周波電気炉により

- 15 -

真空中で溶解し、鑄型に鑄込んで25mm ϕ の鑄塊を得た。次に鑄塊を1000℃の温度で10mm厚さまで鍛造し、熱間および冷間圧延によって厚さ1.5 mmの板にして試料とした。減衰能 Q^{-1} の測定は片持ち梁法により行い、硬度HVはマイクロビッカース硬度計および引張強さ σ_t は引張試験から求めた。

(実施例)

本発明合金の実施例の試料No.1 ~ 6 および比較例合金の試料No.7 ~ 9 の組成を重量比(%)で第1表に示す。

- 16 -

- 17 -

第 1 表

組成 試料No.		C	Ni	Cu	Co	Al	Ti	Cr	Mo	Si	O	N	Mn	W, V, Nb, Ta, Zr, Hf, B	Fe
本 発 明 合 金	1	0.006	2.00	2.64	—	0.97	0.10	15.39	2.89	0.98	0.0022	0.0027	0.02	—	残部
	2	0.008	3.13	—	1.06	1.26	—	12.34	3.35	0.74	0.0019	0.0055	0.10	W = 0.51 V = 0.14	残部
	3	0.007	2.56	2.34	—	1.35	0.15	13.27	3.42	1.22	0.0014	0.0035	0.01	Nb = 0.17 Ta = 0.03	残部
	4	0.008	3.05	2.44	—	1.29	0.36	10.36	3.02	1.46	0.0015	0.0039	0.34	Zr = 0.39 Hf = 0.04	残部
	5	0.004	3.13	3.18	—	1.35	—	15.27	4.17	1.17	0.0017	0.0070	0.02	B = 0.03	残部
	6	0.009	4.61	2.86	—	2.12	—	15.33	4.09	2.04	0.0021	0.0040	0.02	—	残部
比 較 合 金	7	0.006	—	—	—	1.51	0.10	12.27	—	0.22	0.002	0.004	0.09	—	残部
	8	0.013	0.05	—	0.04	0.05	0.30	10.18	2.91	0.31	0.003	0.009	0.16	—	残部
	9	0.010	0.10	0.73	3.55	0.04	—	19.90	1.82	0.91	0.002	0.009	0.21	—	残部

- 18 -

第 2 表

試料組成	特性	Q^{-1} ($\times 10^{-3}$)	ビッカース硬度 Hv
本発明合金	1	62	277
	2	60	290
	3	75	304
	4	32	350
	5	52	340
	6	22	434
比較合金	7	59	140
	8	80	158
	9	50	180

第 3 表

加熱温度 ($^{\circ}\text{C}$)	冷却条件	Q^{-1} ($\times 10^{-3}$)	ビッカース硬度 Hv
800	FC	2	371
850	AQ	4	304
900	FC	4	369
900	AQ	42	316
950	AQ	53	334
1000	FC	57	359
1000	AQ	52	340

- 19 -

- 20 -

第2表には実施例の試料No.1～6および比較例の試料No.7～9について、1000℃で1時間加熱後、空气中冷却した場合の減衰能 Q^{-1} およびビッカース硬度 H_v を示す。本発明合金のビッカース硬度 H_v は比較合金の140～180に比べ、277～434を示し非常に硬くなっており、フェライト相中に金属間化合物(Ni, Cu, Co), (Al, Ti)を析出させることによって合金が強化されていることがわかる。

結晶粒の大きさあるいは金属間化合物の析出量が変わると本発明合金の特性も変化するが、第3表に実施例試料No.5について、減衰能 Q^{-1} およびマイクロビッカース硬度 H_v におよぼす加熱温度および冷却速度の影響を示す。熱処理は各温度でそれぞれ1時間加熱後、炉中冷却(F.C.と略記、平均冷却速度100℃/時間)あるいは空气中冷却(A.Q.と略記、平均冷却速度15000℃/時間)したものである。減衰能 Q^{-1} は加熱温度が高いほど大きくなる傾向にあるが、高すぎると結晶粒が粗大化し過ぎて不都合であると同時に製造上困難が

ある場合があるので、加熱温度は900～1100℃が望ましい。またビッカース硬度 H_v は炉中冷却の方が空气中冷却の時より金属間化合物の析出量が多くなるので高くなっている。

さらに、本発明合金の特性は加熱後の冷却開始温度に依存する。

- 21 -

- 22 -

第4表には実施例試料No.5を1000℃で1時間加熱後表中に記載した温度まで冷却してから空气中冷却した場合の冷却開始温度の影響を示す。冷却開始温度が低くなるにつれてビッカース硬度 H_v および引張強さ σ_t は低くなるが、まだかなり高くなっている。

本発明合金のビッカース硬度 H_v は冷却した後、低温度で再加熱して金属間化合物の析出量を多くするとさらに高めることができる。

第5表に実施例試料No.5について、表中に記載の各温度で1時間加熱し、記載の各温度から空气中冷却した後、480℃で2時間再加熱した場合について示す。いずれの場合もビッカース硬度 H_v は再加熱によりかなり高くなる。しかし引張強さ σ_t は冷却開始温度が750℃のときはかなり小さくなるので、大きな引張強さが必要な用途にはこの温度付近はあまり望ましくない。

第 4 表

加熱温度 (℃)	冷却開始温度 (℃)	Q^{-1} ($\times 10^{-3}$)	H_v (ビッカース)	σ_t (kg/mm^2)
1000	850	58	320	92.4
1000	800	53	311	—
1000	750	77	273	—
1000	700	75	281	70.4

- 23 -

- 24 -

表 5 吸 収

加熱温度 (℃)	加熱時間 (分)	加熱温度 (℃)	加熱時間 (分)	HV (ビッカース)	σ_L (kg/mm^2)
950	2	480	2	369	96.0
1000	2	480	2	371	97.4
1000	2	480	2	379	92.6
1000	2	480	2	416	62.0

(発明の効果)

本発明合金の特徴は上述のように高い減衰能を有し、従来の吸振合金に比較して硬度が非常に高く機械的強さが大きいこと、その上冷間加工性が良好であることである。従って、本発明合金は各種の大型機械、交通機関、電子機器、精密機械、家電、事務機などの高応力下の部材および摩耗材等として使用出来、振動、騒音および雑音の防止に役立つ材料として非常に通している。

- 2 6 -

- 2 5 -

手 続 補 正 書

平成 2 年 2 月 9 日

特許庁長官 吉 田 文 毅 殿

1. 事件の表示

平成 1 年 特 許 願 第 1 3 9 2 3 5 号

2. 発明の名称

高い硬度および高い減衰能を有する吸振合金
およびその製造方法

3. 補正をする者

事件との関係 特許出願人

財団法人 電気磁気材料研究所

4. 代 理 人

住 所 東京都千代田区霞が関三丁目2番4号
霞山ビルディング7階 電話(581)2241番(代表)

氏 名 (5925) 弁 理 士 杉 村 曉 秀

住 所 同 所

氏 名 (7205) 弁 理 士 杉 村 興 作

5. 補正の対象

明細書の「特許請求の範囲」項

6. 補正の内容(別紙の通り)

1. 明細書の特許請求の範囲を下記の通り訂正する。

「2. 特許請求の範囲

1. 重量比で、0.002 ~ 0.1 % の C と、7.0 % 以下の Ni、5.0 % 以下の Cu、4.0 % 以下の Co のうち一種あるいは二種以上の 0.5 ~ 8.0 % と、4.0 % 以下の Al、Ti のうち一種あるいは二種の 0.3 ~ 4.0 % と、5.0 ~ 25.0 % の Cr と、10.0 % 以下の Mo、3.0 % 以下の Si のうち一種あるいは二種の 0.1 ~ 12.0 % と、0.0005 ~ 0.03 % の O と、0.0002 ~ 0.03 % の N と残留 Fe および不可避の不純物とから成り、フェライト相中に金属間化合物を析出させることによって高い硬度および高い減衰能を有することを特徴とする吸振合金。

2. 重量比で、0.002 ~ 0.1 % の C と、7.0 % 以下の Ni、5.0 % 以下の Cu、4.0 % 以下の Co のうち一種あるいは二種以上の 0.5 ~ 8.0 % と、4.0 % 以下の Al、

- 1 -

Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~ 4.0 %と、5.0 ~ 25.0%のCr と、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の0.1 ~ 12.0%と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03% Nと、1.5 %以下のMn、7.0 %以下のW、V、1.0 %以下のNb、Ta、0.5 %以下のZr、Hf、Bのうちの一種あるいは二種以上の合計0.01~7.0 %と、残部Fe および不可避的不純物とから成り、フェライト相中に金属間化合物を析出させることによって高い硬度および高い減衰能を有することを特徴とする吸振合金。

3. 重量比で、0.002 ~ 0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~ 8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~ 4.0 %と、5.0 ~ 25.0%のCr と、10.0

%以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の0.1 ~ 12.0%と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、残部Fe および不可避的不純物とから成る合金に

(A) 800 ~ 1200℃の温度で5 ~ 600 分間加熱後、650 ~ 1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより、高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。

4. 重量比で、0.002 ~ 0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~ 8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~ 4.0 %と、5.0 ~ 25.0%のCr と、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSi のうち

- 2 -

の一種あるいは二種の0.1 ~ 12.0%と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、残部Fe および不可避的不純物とから成る合金に

(A) 800 ~ 1200℃の温度で5 ~ 600 分間加熱後、650 ~ 1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却した後、

(B) 350 ~ 650℃の温度で5 ~ 1200 分間再加熱して急冷するか徐冷しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。

5. 重量比で、0.002 ~ 0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~ 8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~ 4.0 %と、5.0 ~ 25.0%のCr と、10.0

- 3 -

%以下のMo、3.0 %以下のSi のうちの一種あるいは二種の0.1 ~ 12.0%と、0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、残部Fe および不可避的不純物とから成る合金に

(A) 800 ~ 1200℃の温度で5 ~ 600 分間加熱後、650 ~ 1200℃まで冷却し、その温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却した後、

(B) 350 ~ 650℃の温度で5 ~ 1200 分間再加熱して急冷するか徐冷しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。

6. 重量比で、0.002 ~ 0.1 %のCと、7.0 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %以下のCo のうちの一種あるいは二種以上の0.5 ~ 8.0 %と、4.0 %以下のAl、Ti のうちの一種あるいは二種の0.3 ~

- 4 -

- 5 -

4.0 %と、5.0 ~25.0%のCrと、10.0 %以下のMo、3.0 %以下のSiのうち
 の一種あるいは二種の0.1 ~12.0%と、
 0.0005~0.03%のOと、0.0002~0.03%
 のNと、1.5 %以下のMn、7.0 %以下
 のW、V、1.0 %以下のNb、Ta、
 0.5 %以下のZr、Hf、Bのうちの
 一種あるいは二種以上の合計0.01~7.0 %
 と、残部Feおよび不可避免的不純物と
 から成る合金に

(A) 800 ~1200℃の温度で5 ~600
 分間加熱後、650 ~1200℃まで冷却し、
 その温度から50℃/時間の速度以上で
 300℃以下の温度まで冷却した後、

(B) 350 ~650℃の温度で5 ~1200
 分間再加熱して急冷するか徐冷しフェ
 ライト相中に金属間化合物を析出させる
 ことにより高い硬度および高い減衰能を有
 する合金を得ることを特徴とする吸振合
 金の製造方法。」

- 6 -

より高い硬度および高い減衰能を有する合
 金を得ることを特徴とする吸振合金の製造
 方法。

5. 重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0
 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %
 以下のCoのうちの一種あるいは二種以上
 の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、
 Tiのうちの一種あるいは二種の0.3 ~
 4.0 %と、5.0 ~25.0%のCrと、10.0%
 以下のMo、3.0 %以下のSiのうちの
 一種あるいは二種の0.1 ~12.0%と、0.0005
 ~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、
 残部Feおよび不可避免的不純物とから成る
 合金に

(A) 800 ~1200℃の温度で5 ~600 分
 間加熱後、650 ~1200℃まで冷却し、その
 温度から50℃/時間の速度以上で300℃以
 下の温度まで冷却した後、

(B) 350 ~650℃の温度で5 ~1200分
 間再加熱して急冷するか徐冷しフェライト

- 8 -

2. 明細書第9頁第2行~第10頁第3行間を下記
 のとおり訂正する。

「4. 重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0
 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %
 以下のCoのうちの一種あるいは二種以上
 の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、
 Tiのうちの一種あるいは二種の0.3 ~
 4.0 %と、5.0 ~25.0%のCrと、10.0%
 以下のMo、3.0 %以下のSiのうちの
 一種あるいは二種の0.1 ~12.0%と、0.0005
 ~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、
 残部Feおよび不可避免的不純物とから成る
 合金に

(A) 800 ~1200℃の温度で5 ~600 分
 間加熱後、650 ~1200℃まで冷却し、その
 温度から50℃/時間の速度以上で300℃以
 下の温度まで冷却した後、

(B) 350 ~650℃の温度で5 ~1200
 分間再加熱して急冷するか徐冷しフェリ
 ト相中に金属間化合物を析出させることに

- 7 -

相中に金属間化合物を析出させることに
 より高い硬度および高い減衰能を有する合
 金を得ることを特徴とする吸振合金の製造
 方法。

6. 重量比で、0.002 ~0.1 %のCと、7.0
 %以下のNi、5.0 %以下のCu、4.0 %
 以下のCoのうちの一種あるいは二種以上
 の0.5 ~8.0 %と、4.0 %以下のAl、
 Tiのうちの一種あるいは二種の0.3 ~
 4.0 %と、5.0 ~25.0%のCrと、10.0%
 以下のMo、3.0 %以下のSiのうちの
 一種あるいは二種の0.1 ~12.0%と、0.0005
 ~0.03%のOと、0.0002~0.03%のNと、
 1.5 %以下のMn、7.0 %以下のW、V、
 1.0 %以下のNb、Ta、0.5 %以下の
 Zr、Hf、Bのうちの一種あるいは二種
 以上の合計0.01~7.0 %と、残部Feおよ
 び不可避免的不純物とから成る合金に

(A) 800 ~1200℃の温度で5 ~600 分
 間加熱後、650 ~1200℃まで冷却し、その

- 9 -

温度から50℃/時間の速度以上で300℃以下の温度まで冷却した後、

(B) 350～650℃の温度で5～1200分間再加熱して急冷するか徐冷しフェライト相中に金属間化合物を析出させることにより高い硬度および高い減衰能を有する合金を得ることを特徴とする吸振合金の製造方法。」

1. Title of the Invention

Vibration absorbing alloy having high hardness and high damping performance, as well as manufacturing method thereof

2. Scope of the Claim for Patent

1. A shock absorbing alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O 0.0002 - 0.03% of N, and the balance of Fe and inevitable impurities, in which inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase, thereby providing high hardness and high damping performance.
2. A shock absorbing alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 0.7% in total of one or more of 1.5% or less or Mn, 7.0% of less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of Fe and inevitable impurities, in which

inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase, thereby providing high hardness and high damping performance.

3. A method of manufacturing a shock absorbing alloy in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O 0.0002 - 0.03% of N, and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

4. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 0.7% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of

Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

3. Detailed Description of the Invention

(Industrial Field of Use)

This invention concerns a shock absorbing alloy having a high hardness and high damping performance, which is used for mitigating vibrations, noisy sounds and noise damages, as a material for generation sources of vibrations, for example, in various types of large-scaled machines, traffic vehicles, electronic equipments, precision machines, home electric appliances, and business machines.

(Prior Art)

In recent years, vibrations, as well as damages caused by the occurrence of them and electrical noises, for example, in large-scaled machines traffic vehicles, electronic

equipments, precision machines, home electric appliances, and business machines, have bring about a problem. Heretofore, for mitigating such damages, rubbers or plastics have been used at the periphery of the vibration generation sources, or vibration absorbing alloys such as Fe-Cr based or Mn-Cu based material have been used for the structural materials of the generation sources.

However, rubbers and plastics involve drawbacks that they have low mechanical strength and less heat resistance, and suffer from aging cracks and deformation. Further, most of existent vibration absorbing alloys have higher hardness and strength than rubbers and plastics and, therefore, they are used as the structural materials. However, structural materials when used under large stresses are insufficient for hardness and strength and they can not often cope with the situation. Further, since it is a common knowledge that the damping performance of the shock absorbing alloys is inevitably lowered when their hardness or strength is increased, alloys having high hardness capable of coping with high stress and developing high damping performance have not yet been found.

(Means for the Solution of the Subject)

Generally, damping performance Q^{-1} used for comparing of damping performance has a relation with the energy ΔE lost in 1 cycle of vibration and the entire vibration energy E as shown

by the following equation:

$$Q^{-1} = 1/2\pi \cdot \Delta E/E$$

That is, as the value for Q^{-1} is greater, amplitudes are reduced in a shorter time to provide higher damping effect.

In view of the above, an object of this invention is to provide a shock absorbing alloy having a ferritic phase as a matrix in which inter-metallic compounds are precipitated thereby being capable of providing high hardness and high damping performance, in order to obtain an alloy which can endure high stress and have large effect for damping vibrations, noisy sounds and noises.

The alloy and the manufacturing method thereof according to this invention have the following features.

1. A shock absorbing alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and

3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O 0.0002 - 0.03% of N, and the balance of Fe and inevitable impurities, in which inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase, thereby providing high hardness and high damping performance.

2. A shock absorbing alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of

one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 0.7% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of Fe and inevitable impurities, in which inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase, thereby providing high hardness and high damping performance.

3. A method of manufacturing a shock absorbing alloy in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O 0.0002 - 0.03% of N, and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

4. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less

of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 0.7% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

(Function)

It has been known that binary inter-metallic compounds such as Ni_3Al , Ni_3Ti , Cu_3Ti and Co_3Al have high hardness. However, they have an extremely low damping performance Q^{-1} as about $1 - 3 \times 10^{-3}$ like usual alloys and, in addition, they are brittle making it impossible for cold working and the tensile strength is also rather small.

On the other hand, polynary alloys such as Fe-Cr, Fe-Mo,

Fe-Co and Fe-W based materials have been known as shock absorbing alloys showing high damping performance. However, Vickers hardness of such alloys is about 130 to 180, which is not so high.

In view of the above, this invention provides a shock absorbing alloy having a high hardness capable of coping with high stresses and having high damping performance by forming a ferritic phase for the alloy substrate in which pseudo binary inter-metallic compounds, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and

3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, and, further, the balance of Fe and inevitable impurities, and an alloy with further addition of 0.01 - 7.0% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B, in which inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase.

In a case when fabrication such as rolling is applied in a cold state, since the workability becomes poor if inter-metallic compounds are excessive, the precipitation amount can not be increased so much. Further, since Ni, Cu and Co are austenizing alloys and the damping performance of the austenitic phase is extremely low, it is necessary for a

countermeasure to prevent austenization by using other ferritizing elements.

Reason for defining the composition of the alloy according to this invention is to be described below.

(1) C: 0.1 - 0.002%

C is an element of enhancing the damping performance as the content is smaller, whereas increasing the mechanical strength as the content is larger. However, below 0.002% as the lower limit, it is difficult to be manufactured and gives economical disadvantages. While on the other hand, above 0.1% as the upper limit, since it gives an undesired effect on the damping performance, C is defined as within a range from 0.1 to 0.002%.

(2) N: 7% or less, Cu: 5% or less and Co: 4% or less

They are important elements of forming inter-metallic compounds with Al and Ti and enhancing the mechanical strength. However, since all the elements are austenizing elements and the damping performance of the austenitic phase is extremely low, the upper limit for them are defined as 7.0% for Ni, 5.0% for Cu since it also gives undesired effect on the workability, 4.0% for Co since it is expensive. Further, when two or more of them are 8.0% or more, the damping performance is lowered and the workability is worsened. Below 0.5% as the lower limit,

an effect of enhancing the mechanical strength is small.

(3) Al and Ti: 0.3 - 4%

They are important elements forming inter-metallic compounds with Ni, Cu, Co to enhance the mechanical strength and also ferritizing elements having an effect of enhancing the damping performance. However, when one or two of them is 4.0% or more, the workability is worsened, whereas the above-mentioned effect is reduced at 0.3% as the lower limit.

(4) Cr: 25 - 5%

Cr is a ferritizing element and has a large effect of enhancing the damping performance and the corrosion resistance. However, since 25.0% or more of Cr results in difficulty in the manufacturing step such as in view of workability, the upper limit is defined as 25%. Since the above-mentioned effect is reduced below 5.0% or less of Cr, the lower limit is defined as 5.0%.

(5) Mo: 10% or less and Si: 3% or less, and 1 to 12% in total

They are ferritizing elements and have a large effect of enhancing the damping performance. Further, Mo has an effect of improving the corrosion resistance and Si has an effect as a deoxidizer. Since the workability is worsened if one or the total of two for 10.0% or less of Mo and 3.0% or

less of Si is 12.0% or more, the upper limit is defined as 12%. Since the above-mentioned effect is reduced when the total is 0.1% or less, the lower limit is defined as 0.1%.

(6) O: 0.0005 - 0.03% and N; 0.0002 - 0.03%

Since the damping performance is lowered extremely when the amount of them is large, the upper limit for each of them is defined as 0.03%. A difficulty results in view of production causing economical disadvantages when O is below the lower limit of 0.0005% and N is below the lower limit of 0.0002%.

(7) Mn: 1.5% or less, W: 7% or less, V: 7% or less, Nb: 1% or less, Ta: 1% or less, Zr: 0.5% or less, Hf: 0.5 or less, B: 0.5% or less and Total: 0.01 - 7%

Mn is an austenizing element and has an effect as a deoxidizer although reducing the damping performance. Then, when it is above the upper limit of 1.5%, it gives undesired effect on the damping performance. Elements of W, V, Nb, Ta, Zr, Hf and B are ferritizing element and increase the damping performance and the mechanical strength. Further, Nb, Zr and B have an effect of reducing the crystal grain size. However, if one or more of them is 7.0% or more, it result in undesired effect such as lowering of the damping performance and worsening of the workability, so that the upper limit is defined as 7%. Below the lower limit of 0.01%, the effect is

insignificant.

Then, a method of manufacturing an alloy according to this invention is to be described. At first, after melting an alloy of the compositional range described above in air, in an inert gas or in vacuum by a usual melting furnace into a homogeneous molten alloy, it is cast into a sand mold or a metal mold to prepare a cast ingot. Upon melting, usual fluxes as an air shutting material or a deoxidizing agent in an amount of about 0.5% for the entire amount may be used.

Then, the cast ingot is applied with working such as forging, rolling, extrusion, swaging, drawing or pressing. Since the fabrication such as forging, rolling, extrusion, swaging, drawing and pressing are means for forming into a predetermined shape, they may be saved depending on the case and the ingot may also be used as cast. Then, the following heat treatment is applied to the cast ingot.

(A) Heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and then cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more.

(B) Succeeding to the step (A), heating again at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min, followed by quenching or gradual cooling.

In the step (A) the alloy is heated at 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooled down to 650 to 1200°C and then cooled

down to 300°C or lower at a rate of 50°C/hr, in order for controlling the precipitation amount of inter-metallic compounds to control the hardness after homogenization of alloy, removal of work strain and control for the crystal grains. Further, cooling to 300°C or lower is applied because precipitation of inter-metallic compound does not occur below this temperature.

In the step (B), the alloy is re-heated at 350 to 650°C for 5 to 1200 min (preferably, 30 min or more) in order for promoting the precipitation of the inter-metallic compounds to further increase the hardness.

Examples of the alloy according to this invention will be explained together with comparative examples.

Starting materials for obtaining specimens were melted in vacuum by a radio frequency electric furnace, cast into a casting mold to obtain a cast ingot of 25 mm ϕ . Then, the cast ingot was forged to a thickness of 10 mm at a temperature of 1000°C and then rolled into a plate of 1.5 mm thickness by hot and cold rolling. The damping performance Q^{-1} was measured by a cantilever beam method, and the hardness Hv was determined by a micro Vickers hardness gage and the tensile strength σ_t was determined by a tensile test.

(Example)

Compositions for test specimens No. 1 - 6 as examples

of the alloys according to this invention and specimens 7 to 9 as comparative example alloys are shown by weight ratio (%) in Table 1.

[Table 1]

Composition Specimen No.		C	Ni	Cu	Co	Al	Ti	Cr	Mo	Si	O	N	Mn	W,V,Nb,Ts, Zr,Hf,B	Fe
Invented alloy	1	0.006	2.00	2.64	-	0.07	0.10	15.39	2.89	0.98	0.0022	0.0027	0.02	-	Balance
	2	0.008	3.13	-	1.06	1.26	-	12.34	3.35	0.74	0.0019	0.0055	0.10	W - 0.51 V - 0.14	Balance
	3	0.007	2.56	2.34	-	1.35	0.15	13.27	3.42	1.22	0.0014	0.0035	0.01	Nb - 0.17 Ta - 0.03	Balance
	4	0.008	3.05	2.44	-	1.29	0.36	10.36	3.02	1.46	0.0015	0.0039	0.34	Zr - 0.39 Hf - 0.04	Balance
	5	0.004	3.13	3.18	-	1.35	-	15.27	4.17	1.17	0.0017	0.0070	0.02	B - 0.03	Balance
	6	0.009	4.61	2.86	-	2.12	-	15.33	4.09	2.04	0.0021	0.0040	0.02	-	Balance
Comparative alloy	7	0.008	-	-	-	1.51	0.10	12.27	-	0.22	0.002	0.004	0.09	-	Balance
	8	0.013	0.05	-	0.04	0.05	0.30	10.18	2.91	0.31	0.003	0.009	0.10	-	Balance
	9	0.010	0.10	0.73	3.55	0.04	-	19.90	1.82	0.91	0.002	0.009	0.21	-	Balance

[Table 2]

Characteristic Specimen No.		$Q^{-1} (\times 10^{-3})$	Vickers hardness Hv
Invented alloy	1	62	277
	2	60	290
	3	75	304
	4	32	350
	5	52	340
	6	22	434
Comparative alloy	7	59	140
	8	80	158
	9	50	180

[Table 3]

Heating temperature (°C)	Cooling condition	$Q^{-1} (\times 10^{-3})$	Vickers hardness Hv
800	FC	2	371
850	AQ	4	304
900	FC	4	389
900	AQ	42	316
950	AQ	53	334
1000	FC	57	359
1000	AQ	52	340

Table 2 shows the damping performance Q^{-1} and Vickers hardness Hv for Specimen Nos. 1 to 6 of the examples and Specimen Nos. 7 to 9 of the comparative examples in a case of heating at 1000°C for 1 hour and then cooling in the air. The alloys according to this invention are extremely harder showing Vickers hardness Hv of 277 to 434, as compared with 140 to 180 of the comparative alloys, and it can be seen that alloys are strengthened by precipitating inter-metallic compounds (Ni, Cu, Co), (Al, Ti) in the ferritic phase.

When the size of the crystal grains or the precipitation amounts of the inter-metallic compounds change, the characteristics of the alloy according to this invention also change. Table 3 shows the effects of heating temperature and cooling rate on the damping performance Q^{-1} and the micro Vickers hardness Hv. Heat treatment was applied by heating for 1 hour at each temperature and then cooling in a furnace (simply referred to as FC, average cooling rate 100°C/hr) or by cooling in the air (simply referred to as AQ, average cooling rate

15000°C/hr) for each of them. While the damping performance Q^{-1} tends to increase as the heating temperature is higher. However, since the crystal grains are excessively grown to cause disadvantage and it sometimes brings about a difficulty in view of production if the heating temperature is excessively high, it is desirably to set from 900 to 1100°C. Further, the Vickers hardness Hv is higher in the case of furnace cooling than in the case of air cooling since the precipitation amount of the inter-metallic compounds increases.

Further, the characteristic of the alloy according to this invention depends on the cooling start temperature after heating.

Table 4 shows the effect of the cooling start temperature in a case where the specimen No. 5 of the example was cooled to a temperature shown in the table after heating at 1000°C for 1 hour and then cooled in the air. While the Vickers hardness Hv and the tensile strength σ_t are lowered as the cooling start temperature is lower, they are still considerably high.

The Vickers hardness Hv of the alloy according to this invention can be further increased by cooling and then reheating at low temperature to increase the precipitation amount of the inter-metallic compounds.

Table 5 shows a case where the Specimen No. 5 of the example was heated at each temperature shown in the Table for

1 hour, cooled from each temperature described therein in the air and then re-heated at 480°C for 2 hours. In each of the cases, the Vickers hardness Hv is increased considerably by re-heating. However, since the tensile strength σ_t is considerably reduced at the cooling start temperature of 750°C, the temperature near the above-mentioned level is not so desirable for a case requiring large tensile strength.

[Table 4]

Heating temperature (°C)	Cooling start temperature (°C)	$Q^{-1} (\times 10^{-3})$	Vickers hardness Hv	σ_t (kg/mm ²)
1000	850	58	320	92.4
1000	800	53	311	-
1000	750	77	273	-
1000	700	75	281	70.4

[Table 5]

Heating temperature (°C)	Cooling start temperature (°C)	Re-heating temperature (°C), hr	$Q^{-1} (\times 10^{-3})$	Vickers hardness Hv	σ_t (kg/mm ²)
950	950	480, 2	34	369	96.0
1000	1000	480, 2	34	371	97.4
1000	800	480, 2	40	379	92.6
1000	750	490, 2	55	416	62.0

(Effect of the Invention)

The feature of the alloy according to this invention resides in having high damping performance and extremely higher hardness and mechanical strength, and having favorable cold workability compared with existent vibration absorbing alloys. Accordingly, the alloy according to this invention can be used as members and anti-friction materials used under high stress,

for example, in various kinds of large-scaled machines, traffic vehicles, electronic equipments, precision machines, home electric appliances and business machines, and is highly suitable as materials for serving to prevent vibrations, noisy sounds and noises.

Amendment

February 9, 1990

To Director general (Patent office) Fumitake Yoshida

1. Indication of the Case

Patent Application No. 139236/1989

2. Title of the Invention

Adsorbing alloy having high hardness and high damping performance, as well as manufacturing method thereof

3. Person for undertaking amendment

Relation with the case: Patent Applicant

Juridical Foundation: Electric Magnetic Institute

4. Proxi

Address: 2-4, Kasumigaseki 3-chome, Chiyoda ku, Tokyo

Kazan Building 7F Tel (581)2241 (General)

Name: (5925) Patent Attorney Akihide Sugimura

Address: Jitto

Name: (7205) Patent Attorney Kosaku Sugimura

5. Object of Amendment

Column for "Scope of the Claim for Patent" in the specification

6. Content of Amendment (as per the appended sheet)

(1) Amend the scope of the Claim for Patent in the specification

as described below:

"2. Scope of the Claim for Patent

1. A shock absorbing alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and

3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, and the balance of Fe and inevitable impurities, in which inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase, thereby providing high hardness and high damping performance.

2. A shock absorbing alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 7% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of Fe and inevitable impurities, in which inter-metal compounds are precipitated in a ferritic phase, thereby providing high hardness and high damping performance.

3. A method of manufacturing a shock absorbing alloy in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one

or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

4. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to

1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

5. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

6. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0%

or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 7% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance."

2. Descriptions from page 9, line 2 to page 10, line 3 of the specification are to be corrected as below.

"4. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

5. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or

more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance.

6. A method of manufacturing a shock absorbing alloy, in which an alloy comprising, by weight ratio, 0.5 - 8.0% of one or more of 0.002 - 0.1% of C, 7.0% or less of Ni, 5.0% or less of Cu and 4.0% or less of Co, 0.3 - 4.0% of one or more of 4.0% or less of Al, Ti, 5.0 - 25.0% of Cr, 0.1 to 12.0% of one or more of 10.0% or less of Mo and 3.0% or less of Si, 0.0005 - 0.03% of O, 0.0002 - 0.03% of N, 0.01 - 7% in total of one or more of 1.5% or less of Mn, 7.0% or less of W, V, 1.0% or less of Nb, Ta, 0.5% or less of Zr, Hf, B and the balance of Fe and inevitable impurities, is subjected to:

(A) heating at a temperature of 800 to 1200°C for 5 to 600 min, then cooling down to 650 to 1200°C and cooling from the temperature down to a temperature of 300°C or lower at a

rate of 50°C/hr or more and then

(B) heating at a temperature from 350 to 650°C for 5 to 1200 min followed by quenching or by gradual cooling, thereby precipitating inter-metallic compounds in a ferrite phase to obtain an alloy having a high hardness and high damping performance."